

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-241910

(43)Date of publication of application : 28.08.2002

(51)Int.Cl.

C22F 1/04  
B21B 1/46  
B21B 13/22  
B22D 11/00  
B22D 11/06  
B22D 11/12  
C22C 21/00  
F28F 21/08  
// B21B 3/00  
C22F 1/00

(21)Application number : 2001-278658

(71)Applicant : FURUKAWA ELECTRIC CO LTD:THE

(22)Date of filing : 13.09.2001

(72)Inventor : KAWAHARA AKIRA  
DOKO TAKENOBU

(30)Priority

Priority number : 2000379185 Priority date : 13.12.2000 Priority country : JP

## (54) METHOD FOR PRODUCING ALUMINUM ALLOY FIN MATERIAL FOR BRAZING

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a fin material which can be made thin and satisfies various characteristics required for a fine material.

SOLUTION: The molten metal of an aluminum alloy having a composition containing, by mass, >0.6 to 1.8% Mn, >1.2 to 2.0% Fe and >0.6 to 1.2% Si, and the balance Al with inevitable impurities is formed into an aluminum alloy sheet by a twin roll type continuous casting-rolling method under the conditions in which the temperature of the molten metal is 700 to 900° C, the load of roll pressure is 5,000 to 15,000 N/mm, the casting rate is 500 to 3,000 mm, and the thickness is 2 to 9 mm. The alloy sheet is subjected to cold rolling, and in the process, intermediate annealing is performed for two or more times. The final intermediate annealing therein is performed in the temperature range of 300 to 450° C, and also, at a temperature in which recrystallization is not completed by a batch heating furnace. The rolling ratio in the cold rolling after the final process annealing is controlled to 10 to 60%.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-241910

(P2002-241910A)

(43) 公開日 平成14年8月28日 (2002.8.28)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームト <sup>*</sup> (参考)
C 2 2 F 1/04		C 2 2 F 1/04	B 4 E 0 0 2
B 2 1 B 1/46		B 2 1 B 1/46	B 4 E 0 0 4
13/22		13/22	
B 2 2 D 11/00		B 2 2 D 11/00	E
11/06	3 3 0	11/06	3 3 0 B
審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 18 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2001-278658 (P2001-278658)  
(22) 出願日 平成13年9月13日 (2001.9.13)  
(31) 優先権主張番号 特願2000-379185 (P2000-379185)  
(32) 優先日 平成12年12月13日 (2000.12.13)  
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000005290  
古河電気工業株式会社  
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号  
(72) 発明者 川原 晃  
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古  
河電気工業株式会社内  
(72) 発明者 土公 武宜  
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古  
河電気工業株式会社内  
(74) 代理人 100076439  
弁理士 飯田 敏三  
Fターム (参考) 4E002 AA01 AA08 AD05 BC06 BD02  
BD09 CB01 CB08  
4E004 DA13 SC04 SD03 SE03

(54) 【発明の名称】 ブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 フィン材に要求される諸特性を満足し、薄肉化が可能なフィン材を製造する。

【解決手段】 Mnを0.6mass% (以下%とする) 超え1.8%以下、Feを1.2%超え2.0%以下、Siを0.6%超え1.2%以下含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により、溶湯温度700~900℃、ロール圧荷重5000~15000N/mm、铸造速度500~3000mm/分、厚さ2~9mmの条件でアルミニウム合金板に形成し、該合金板に冷間圧延を施し、その途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300~450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10~60%とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10～60%とすることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項2】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにZn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10～60%とすることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項3】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900

℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10～60%とすることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項4】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、Zn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10～60%とすることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項5】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において、300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でバッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項6】 Mnを0.6mass%を超え1.8ma

ss%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにZn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続鋳造圧延法により鋳造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続鋳造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、鋳造速度500～3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10～95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でパッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項7】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続鋳造圧延法により鋳造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続鋳造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、鋳造速度500～3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10～95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でパッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項8】 Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、Zn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合

金溶湯を双ロール式連続鋳造圧延法により鋳造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続鋳造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、鋳造速度500～3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10～95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でパッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項9】 請求項1～8のいずれか1項に記載のブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法において、最終の焼鈍以外の中間焼鈍がパッチ式加熱炉あるいは連続式加熱炉を用いて行われることを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項10】 請求項1～9のいずれか1項に記載の製造方法により得られるフィン材の結晶組織が繊維組織からなることを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、強度、熱伝導性、犠牲防食効果、自己耐食性、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐垂下性、耐コア割れ性、圧延加工性、耐フィン破断性、コルゲート成形性などのフィン材に要求される諸特性を満足し、フィンの薄肉化が可能な双ロール式連続鋳造圧延法（適宜、連続鋳造圧延法と略記する）と冷間圧延によるブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】ろう付けにより組立てられるアルミニウム合金製熱交換器、例えばラジエーターは、図1に示すように偏平チューブ1間にコルゲート成形したフィン2を一体に形成し、該偏平チューブの両端はヘッダー3とタンク4とで構成される空間に開口している。一方のタンクから高温冷媒を偏平チューブ1内に送り、偏平チューブ1およびフィン2の部分で熱交換して低温になった冷媒を他方のタンクで回収し、再び循環させるものである。そして前記チューブ1には押出偏平多穴管、または芯材に皮材（Al-Si系合金ろう材など）をクラッドしたブレイジングシートをプレス成形したプレート或いは電縫偏平管が用いられる。前記フィンには芯材の両面に皮材をクラッドしたブレイジングシートからなるフィン、または耐座屈性に優れるAl-Mn系合金（3003合金、3203合金など）からなるフィンが用いられる。

【0003】近年、熱交換器は小型化や軽量化が進み、

これを構成するフィン材も薄肉化の傾向にあり、フィン材の強度向上が重視されている。これは強度が十分でない熱交換器の組立て時にフィンが潰れたり、使用中にラジエーターが破壊したりするためである。またラジエーターなどの熱交換器の小型化や軽量化に応じてフィン材が薄肉化し、その結果、フィン材の熱輸送量が問題になり、フィン材自体の熱伝導性の向上が要求されるようになった。しかし、従来のAl-Mn系合金フィン材は、強度を高めるためにMnの含有量を増やすと熱伝導性が大幅に低下するという問題があり、またFeの含有量を増やすと金属間化合物が大量に晶出し、これがろう付け時にフィン材が再結晶する際に再結晶核となり微細な再結晶組織を形成し、この微細な再結晶組織は多くの結晶粒界を持つことからろう付け時にろうが結晶粒界を伝わって拡散して耐垂下性が低下するという問題がある。

【0004】前記のAl-Mn系合金フィン材以外では、Al-Fe-Ni系合金フィン材（特開平7-216485号公報、特開平8-104934号公報など）が提案されているが、このフィン材は強度と熱伝導性は優れるものの自己耐食性に劣るため薄肉化には適さない合金である。

【0005】連続鋳造圧延と冷間圧延によるフィン材の製造方法は設備費が安いと、この製造方法によるフィン材が幾つか提案されている。例えば連続鋳造圧延と冷間圧延により初晶Siを厚さ方向の中心部に存在させ、初晶Siの再結晶核化を避けて再結晶粒を粗大化し、それにより結晶粒界へのろう材の侵入を抑制し、疲労強度の低下を防止したAl-Mn-Si系合金フィン材（特開平8-143998号公報）が提案されている。また、連続鋳造圧延での冷却速度を規定して強度および導電性を高めたAl-Mn-Fe-Si系合金フィン材（WO00/05426）や、連続鋳造圧延で形成される酸化皮膜を冷間圧延の前または途中でアルカリ洗浄により除去してろう付け性を改善したAl-Mn-Fe系合金フィン材（特開平3-31454号公報）などである。

【0006】しかし、前記特開平8-143998号公報の発明では、鋳造時にSiの多くが初晶Siとして晶出している。そのため、初晶Siが起点となって圧延加工時に材料が破断したり、コルゲート加工時にフィン材が破断したりする。コルゲート加工時の破断はフィン材が薄いほど起き易く、全く加工できなくなることもある。またこれにより晶出物に取り込まれるSi量が少なく中間焼鈍時の析出核（Al-Fe-Mn-Si系金属間化合物）が不足していること、熱間圧延やバッチ式中間焼鈍を行わず金属間化合物の析出をさらに抑えていること、によりMnの固溶量が多く熱伝導性が低下する。また、フィン材の中央部にはSiが偏析しているため耐フィン溶け性にも劣る。

【0007】前記WO00/05426の発明は、Mn系微細金属間化合物による析出強化とMnを析出させることによる熱伝導性の向上を目的としているが、本発明に較べてMn量が少ないため、十分な析出強化が得られない。析出強化を高めようとしてMn量を増加させると、粗大なMn系化合物（Al-Fe-Mn-Si化合物）が析出し、コルゲート成形性が低下する。また、このフィン材はろう付け後の結晶粒径が30~80μmと小さいため、ろう拡散により耐フィン溶け性が低下する。さらに、Mn量が少ないためカソードサイトとなるAl-Fe-Si系化合物が析出して、自己耐食性が低下する。

【0008】前記特開平3-31454号公報の発明の合金組成は、Siを含む場合と、Siの他にさらにCu、Cr、Ti、Zr、Mgのうちのいずれか1種を含む場合は、本発明と重複する。しかし、この発明に開示された方法だけではフィン材のろう付け性は改善されても、Al-Fe-Mn-Si系微細化合物を晶出させることは出来ず、熱交換器の小型化や軽量化に必要な諸特性が十分には満足されていない。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明者等は、かかる状況に鑑み鋭意検討を行い、所定組成のAl-Mn-Fe-Si系合金を、連続鋳造圧延における溶湯温度やロール圧荷重、中間焼鈍条件などを規定してフィン材を製造すると、得られるフィン材は、微細なMn系化合物（0.8μm以上の化合物は含まない）が多量に析出した組織からなり、フィン材に要求される前記諸特性を改善し得ることを知見し、さらに検討を重ねて本発明を完成させるに至った。本発明の目的は、フィン材に要求される諸特性（強度、熱伝導性、導電率、犠牲防食効果、自己耐食性、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐垂下性、耐コア割れ性、圧延加工性、耐フィン破断性、コルゲート成形性）を十分満足し、薄肉化が可能なブレージング用アルミニウム合金フィン材を製造することにある。

【0010】熱交換器の小型化や軽量化に向けて、フィン材には強度、熱伝導性、犠牲防食効果、自己耐食性、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐垂下性、耐コア割れ性、圧延加工性、耐フィン破断性、コルゲート成形性などの諸特性を満足することが要求される。これら諸特性のうち、(イ)自己耐食性、(ロ)繰返耐圧、(ハ)耐フィン溶け性、(ニ)耐コア割れ性、(ホ)耐フィン破断性、コルゲート成形性について以下に説明する。

(イ)自己耐食性：フィンの腐食には、フィンとチューブとの間の電位差によりチューブを保護するための犠牲陽極材としての腐食と、フィン自体に発生する自己腐食とがある。フィン材合金中にFeやNiなどが多く含まれていると、カソードサイトとなるFe系化合物やNi系化合物が増えて、自己腐食は進行し易くなる。自己耐食性が低いと早期にフィンが消失してしまい、犠牲陽極

材としての効果が得られなくなる。薄肉化に向けてフィンの自己耐食性の改善は重要である。

(ロ) 繰返耐圧：図1に示したようなチューブ1とフィン2からなる熱交換器（ラジエーター）では、冷却用の冷媒がポンプにより循環圧送される。この冷媒によりラジエーター内部は高圧となり、チューブ1は断面形状が膨張し、フィン2は引張応力を受ける。この引張応力がポンプの駆動・停止により何度も繰返し作用するとフィン2は疲労破壊に至る。疲労破壊に至るまでの繰返し回数を「繰返耐圧」として評価する。フィン2の疲労破壊は必ずしもフィン材の強度と一致しない。例えばフィン材内に分散粒子が存在するような場合、その周囲で亀裂が発生し、繰返耐圧が低下する。

(ハ) 耐フィン溶性：フィン溶けとは、図2(a)に示すコルゲート状フィン2がブレイジング工程中に次第に溶融する現象である（図2b→図2c）。現象が進行した場合には複数のフィンがその間隙にろう材5を吸引して合体する（図2d）。このフィン溶けが起きると熱交換器の耐圧強度が低下する。フィン溶けの直接の原因はコアプレート1のろう材がフィン側に流れて来て、ろう材が過剰に供給されることにあるが、ろう付け時のフィンの結晶粒径が小さいほど、また合金中のSiが多いほど発生し易い。

(ニ) 耐コア割れ性：チューブやフィン材にろう材層を厚く被覆形成すると、ろう付後のチューブとフィンとの間に局部的未着部（図3において6）が生じることがある。すなわち、ろう付け加熱時にチューブ材はろう材層の厚さ分に応じて縦方向に縮む。コア9はチューブを積層しているため、この縮み量が縦方向に数十段分合計されると数mmになり、これにより局部的未着部6が生じる。この局部的未着部6をコア割れと言う。コア割れが生じるとコア9全体の強度が著しく低下するうえ、コア割れ部6ではチューブ1に対するフィン2の犠牲防食効果が発現しなくなる。

(ホ) 耐フィン破断性、コルゲート成形性：フィン材を、噛合する2本のロールギア間に通してコルゲート状に成形する際にフィン材が切れることをフィン破断と言う。このようなフィン破断は、合金元素が固溶限を超えて添加され、内部に分散粒子が多量に存在する場合に発生し易い。またフィンが薄肉なほど発生し易い。また、コルゲート成形性はフィン高さのばらつきにより評価する。すなわちコルゲート成形時にフィン材の強度（耐力）が高すぎるとスプリングバック量が大きくなり、フィンの高さにばらつきが生じてしまう。前記のように、(イ)～(ホ)の特性は、フィンの薄肉化、つまり熱交換器の小型化や軽量化の実現に不可欠な特性である。

【0011】

【課題を解決するための手段】請求項1記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Si

を0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10～60%とすることを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0012】請求項2記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにZn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10～60%とすることを特徴とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0013】請求項3記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続铸造圧延法により铸造して板状铸塊とし、前記板状铸塊を冷間圧延してフィン材とするブレイジング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉に

より300~450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10~60%とすることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0014】請求項4記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、Zn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続製造圧延法により製造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続製造圧延を、溶湯温度700~900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000~15000N、製造速度500~3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2~9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で2回以上の中間焼鈍を行い、それらのうち、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により300~450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行い、該最終中間焼鈍後の冷間圧延の圧延率を10~60%とすることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0015】請求項5記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続製造圧延法により製造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続製造圧延を、溶湯温度700~900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000~15000N、製造速度500~3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2~9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10~95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300~450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でバッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0016】請求項6記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにZn3.0

mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続製造圧延法により製造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続製造圧延を、溶湯温度700~900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000~15000N、製造速度500~3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2~9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10~95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300~450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でバッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0017】請求項7記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続製造圧延法により製造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続製造圧延を、溶湯温度700~900℃、板状鋳塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000~15000N、製造速度500~3000mm/分、前記板状鋳塊厚さ2~9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10~95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300~450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でバッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0018】請求項8記載の発明は、Mnを0.6mass%を超え1.8mass%以下、Feを1.2mass%を超え2.0mass%以下、Siを0.6mass%を超え1.2mass%以下含有し、Zn3.0mass%以下、In0.3mass%以下、Sn0.3mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、さらにCu0.3mass%以下、Cr0.15mass%以下、Ti0.15mass%以下、Zr0.15mass%以下、Mg0.5mass%以下のうちの1種または2種以上を含有し、残部がAlと不可避不純物からなるアルミニウム合金溶湯を双ロール式連続製造圧延法により製造して板状鋳塊とし、前記板状鋳塊を冷間圧延してフィン材とするブレージング用アルミニウム合金フ



フィン材の製造方法であって、前記双ロール式連続铸造圧延を、溶湯温度700～900℃、板状铸塊幅1mmあたりのロール圧荷重5000～15000N、铸造速度500～3000mm/分、前記板状铸塊厚さ2～9mmの条件で施し、前記冷間圧延の途中で1回以上の中間焼鈍を最終冷間圧延率が10～95%となるように行い、さらに該最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でパッチ式加熱炉により行うことを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0019】請求項9記載の発明は、請求項1～8記載のブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法において、最終の焼鈍以外の中間焼鈍がパッチ式加熱炉あるいは連続式加熱炉を用いて行われることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材の製造方法である。

【0020】請求項10記載の発明は、請求項1～9記載の製造方法により得られるフィン材の結晶組織が繊維組織からなることを特徴とするブレージング用アルミニウム合金フィン材である。

【0021】

【発明の実施の形態】本発明のフィン材を構成するAl合金は、強度向上のためにMnを高濃度を含むことができる。Mnは固溶状態であると熱伝導性が低下するので、本発明ではSiおよびFeを添加して、Mnを第2相分散粒子として晶出および析出させる。さらに本発明では、連続铸造圧延条件を規定することにより初晶Siの発生を抑制し、SiをFe、Mnと共に添加することにより金属間化合物として微細に分散させる。このようにしてMnおよびSiの固溶および析出状態を制御したAl-Mn-Fe-Si系合金の板状铸塊が得られる。この合金の板状铸塊はその後の冷間圧延および焼鈍工程において、連続铸造圧延工程で生じたAl-Fe-Mn-Si晶出物を核として、固溶元素の析出がさらに促進される。

【0022】その結果、強度、熱伝導性、犠牲陽極効果、自己耐食性の他、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐垂下性、耐コア割れ性、圧延加工性、耐フィン破断性、コルゲート成形性などのフィン材に要求される諸特性を満足し、薄肉化が可能なフィン材が製造される。

【0023】また本発明のフィン材は、本発明で規定した合金組成および製造条件を全て満たすことにより初めて得られるものであり、本発明の特徴はMnを高濃度を含みながら、高熱伝導性を維持した薄肉フィン材であり、Feを高濃度を含みながら自己耐食性、耐コア割れ性、圧延加工性、耐フィン溶け性に優れたフィン材であり、Siを高濃度を含みながらも耐フィン溶け性および耐フィン破断性に優れ、高熱伝導性を維持したフィン材である。本発明で規定する条件を、合金組成で満足して

も製造条件が満足されない場合は本発明の効果を有するフィン材は得られないし、製造条件で満足しても合金組成が満足されない場合は本発明の効果を有するフィン材は得られない。

【0024】まず、本発明で用いるアルミニウム合金の元素について説明するが、その作用は本発明で規定する製造条件を前提としており、製造条件が異なればその作用は得られないことを繰返し記しておく。

【0025】本発明において、Mnは強度向上以外に、下記目的で添加する。まず、同時に多量に添加しているFeと反応してAl-Mn-Fe(-Si)系化合物を生成して、カソードサイトとなるAl-Fe化合物の析出を抑えて自己耐食性を改善する。

【0026】即ち、本発明では、高温溶湯を高速度で冷却しながら高圧荷重で連続铸造圧延するので、合金元素のFeは殆どが1μm程度の微細なAl-Fe-Mn-Si系化合物またはAl-Fe-Si系化合物として晶出する。そして前記晶出物は、その後の冷間圧延でさらに細かく分断されてフィン材の強度向上に寄与する。また、Al-Fe-Si系化合物はカソードサイトとして腐食の起点となるが、本発明ではMnを添加するためAl-Fe-Mn-Si系化合物として晶出する。さらに焼鈍時には前記分断された晶出物を核として、Al-Fe-Mn-Si系化合物が析出する。これらの金属間化合物はカソードサイトになり難いため、自己耐食性を低下させることはない。

【0027】また、本発明において、MnはSiとともに铸造時に晶出するために、初晶Siの晶出を抑える働きを有する。初晶Siの晶出を抑えることにより、繰返耐圧、熱伝導性、耐フィン溶け性などが改善される。

【0028】以上の効果を発揮させるために、Mnの含有量を0.6mass%を超え1.8mass%以下に規定する。ここで、Mnの含有量が0.6mass%以下ではその効果が十分に得られず、1.8mass%を超えると熱伝導性および導電率が低下する。Mnの含有量はフィン材の自己耐食性を高めるためには0.7mass%以上が望ましい。また上限値は金属間化合物の絶対量を減じて自己耐食性を高めるためには1.4mass%以下が望ましい。

【0029】Feは铸造時に金属間化合物を生成し、分散強化により熱伝導性を低下させずに強度を向上させる元素として従来より知られている。さらに、本発明ではSiの添加量と製造条件とを組み合わせることにより、Mn添加による熱伝導性の低下を抑える働きを有する。

【0030】Feの最大固溶量は小さいために、铸造時に金属間化合物として晶出する。本発明では、FeはMnおよびSiと反応してAl-Fe-Mn-Si系化合物を生成し、マトリックス中へのMnおよびSiの固溶量を減じる。さらに本発明の製造方法と組み合わせることとで、この金属間化合物中のMnおよびSiの割合は従



来の製造方法によるものより増え、またその分布状態は微細かつ密になる。そして、鑄造時に晶出し微細かつ高密度に分布した金属間化合物は、焼鈍時にMnおよびSiの析出を促進して強度向上にも寄与する。このように、本発明は、金属間化合物中のMnおよびSiの割合を増やすことで、熱伝導性の低下を防止し、またフィン材の自己耐食性を向上させる。

【0031】以上の理由より、Feの含有量は1.2mass%を超え2.0mass%以下に規定する。1.2mass%以下ではMn添加による熱伝導性の低下を防止する効果が十分に得られず、2.0mass%を超えるとAl-Fe系化合物の初晶が晶出し、これが自己耐食性を低下させる。また、それら晶出物は冷間圧延時に材料破断およびコア組立て時のフィン切れの原因になるとともに、結晶粒を微細化して耐垂下性、耐フィン溶け性が低下する。Feの含有量は強度を高めるためには1.3mass%以上が望ましい。また金属間化合物中のFeの含有割合を減らして自己耐食性を高めるために1.8mass%以下が望ましい。

【0032】本発明において、Siは鑄造時に生じるFeとMnを含む化合物の晶出を促進する。Siは、MnおよびFeと共に多量に添加することで、Mnの固溶量を減らし、熱伝導性および導電率を向上させる。またSiはMnの割合が大きい金属間化合物として晶出および析出することで、フィン材の自己耐食性の低下を防止する。さらにSiはFeの析出を促進することで、強度および耐フィン破断性を向上させる働きも有する。このように、本発明でSiを熱伝導性を低下させずに多量に添加できるのは、Siの固溶量を減じたことによる。

【0033】以上のように、Siは、フィン破断性、強度、熱伝導性、自己耐食性を改善する。その含有量を0.6mass%を超え1.2mass%以下に規定する理由は、0.6mass%未満ではその効果が十分に得られず、1.2mass%を超えるとフィン材の融点低下してフィン溶けが生じ易くなるからである。さらに、Siが多いと初晶Siが生成して、連続鑄造圧延中または冷間圧延中に材料が破断し易くなるとともに、コア組立て中のフィン切れが起き易くなり、また繰返耐圧、熱伝導性などが低下する。Siの含有量は熱伝導性を高めるためには0.65mass%以上が望ましく、0.75mass%がさらに望ましい。また上限値はろう付時のフィン溶けを防止するためには1.0mass%が望ましい。

【0034】以上に述べたように、本発明ではMn、Fe、Siを必須元素とするが、その添加量の組み合わせと後で述べる製造条件を全て満たすことにより、Mnを高濃度を含みながら、高熱伝導性を維持し、Feを高濃度を含みながら自己耐食性、耐コア割れ性、圧延加工性、耐フィン溶け性に優れ、Siを高濃度を含みながらも耐フィン溶け性および耐フィン破断性に優れ、高熱伝

導性を維持したフィン材が得られるのである。

【0035】本発明のフィン材を構成するAl合金には、前記のMn、Fe、Siの必須元素に加え、さらに犠牲陽極効果を有するZn、In、Snのうちの1種または2種以上または／および強度向上に有効なCu、Cr、Ti、Zr、Mgのうちの1種または2種以上を含むAl合金も含まれる。

【0036】前記Zn、In、SnのうちInとSnは少量の添加で十分な犠牲効果を発揮するが高価であり、また屑の再利用が困難である。Znは、特に問題がない元素であり、フィン材の電位を調整するための添加に最も推奨される。前記Zn、In、Snの含有量の上限値をそれぞれ3.0mass%、0.3mass%、0.3mass%に規定する理由は、前記上限値を超えるといずれもフィン自体の耐食性が低下するためである。

【0037】前記Cu、Cr、Ti、Zr、Mgはいずれも強度向上に寄与する。前記Cu、Cr、Ti、Zr、Mgの上限値をそれぞれ0.3mass%、0.15mass%、0.15mass%、0.15mass%、0.5mass%に規定する理由は、前記上限値を超えると、Cuの場合は合金の自然電位が貴になりフィン材の犠牲陽極材としての効果が低下し、また熱伝導性も低下するためである。Cr、Ti、Zrの場合はいずれも連続鑄造圧延の際に給湯ノズルの目詰まりを引き起こす恐れがあるためである。Cr、Ti、Zrの特に好ましい含有量はそれぞれ0.08mass%以下である。Mgの場合は前記上限値を超えると、フィンにノコギリ状の付着する際はフラックスと反応してろう付け性を低下させる。なお、Zrにはフィン材の再結晶粒を粗大化してフィン材の耐垂下性および耐フィン溶け性を改善する働きもある。本発明において、これら元素は強度向上以外ではそれぞれ有害な作用を及ぼすので0.03mass%以下、即ち、実質上含有しないようにすることが望ましい。

【0038】本発明において、鑄塊組織の微細化を目的に添加されるB、或いは不純物元素はそれぞれ合計で0.03mass%以下であれば含まれていても差し支えない。

【0039】以上が本発明に用いる合金組成であるが、続いて、製造方法について述べる。本発明では、前記規定組成のAl合金を双ロール式連続鑄造圧延法により板状鑄塊とし、次いで冷間圧延および焼鈍を施してフィン材とする。前記双ロール式連続鑄造圧延法とは、耐火物製の給湯ノズルから一對の水冷ロール間にアルミニウム合金溶湯を供給し、薄板を連続的に鑄造圧延する方法で、ハンター法や3C法などが知られている。この双ロール式連続鑄造圧延法では、冷却速度が従来のDC鑄造法に較べて1～3桁大きい。

【0040】本発明では、前記双ロール式連続鑄造圧延を、溶湯温度、ロール圧荷重、鑄造速度、板状鑄塊厚さ

を規定して行う。これら、4つの条件を全て満足するようにして初めて、本発明の目的とする金属組織が得られ、本発明のフィン材の特性が得られるのである。特に重要なものが溶湯温度とロール圧荷重である。前記溶湯温度とは、双ロール式連続铸造圧延機におけるヘッドボックス内の溶湯温度のことである。前記ヘッドボックスは給湯ノズルに溶湯を供給する直前に設けられ、双ロール式連続铸造圧延機に溶湯を安定して供給するために溶湯をプールしておく部分である。本発明では、双ロール式連続铸造圧延法を用いるが、これは、近年、双ロール式連続铸造圧延機が進歩し、旧来の双ロール式連続铸造圧延機などの連続铸造圧延機では困難であった本発明の条件での製造が可能となり、本発明の目的とする金属組織が得られるようになったためである。

【0041】本発明において、前記溶湯温度を700～900℃に規定する第1の理由は、先の成分組成の説明で記したAl-Fe-Mn-Si系金属間化合物を微細に晶出させるためである。上限温度を超えると、金属間化合物中のFeの割合が増え、フィン材の自己耐食性および熱伝導性が低下する。即ち、MnやSiの最大固溶量はFeに比べて大きく、溶湯温度が高いとFeが共存した晶出物が生じ難くなるためである。さらに、溶湯温度が高いと、連続铸造圧延機の冷却能力が不足し、溶湯を過冷却することができない。そのため板厚方向の中心付近にFe、Mnを含む粗大な晶出物が生じ、強度、耐フィン破断性及耐コア割れ性も低下する。また、下限温度より低いと、板厚中心部付近にSiを晶出することになり、フィン溶け性が低下する。

【0042】前記溶湯温度を700～900℃に規定する第2の理由は、本発明のようにFeおよびMnを多量に含む合金では、溶湯温度が低いと給湯ノズル壁上に晶出物が核発生する。この晶出物がさらに粗大に成長すると給湯ノズルから分離して板状鑄塊に混入し、コア組立て時にフィン切れの原因となる。また、それら晶出物は耐垂下性、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性を低下させる。さらに、溶湯温度が低いと、晶出物により給湯ノズルが目詰まりを起こして铸造不能になる場合もある。

【0043】以上より、溶湯温度の下限は液相線温度を十分上回る700℃とし、上限は900℃に規定する。本発明の効果を有するよう金属間化合物を確実に分布させるためには、前記溶湯温度を750～850℃の範囲とすることが特に好ましい。

【0044】前記のように溶湯温度を規定してもロール圧荷重が低いと、金属間化合物が粗大化するため、コア組立て時にフィン切れが生じ、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性が低下する。古いタイプの連続铸造圧延機は、凝固層の加圧を想定していなかったため加圧力は小さかったが、最新の連続铸造圧延機は大きい加圧力で加圧することができる。そのため凝固完了時に晶出物

がデントライト状に連なり結合して粗大晶出物を形成しているも、凝固直後の加圧により前記粗大晶出物を細かく分断することができる。

【0045】図4(a)～(c)は前記粗大晶出物が分断される状況の説明図である。前記粗大晶出物は、板状鑄塊の厚さ方向中央部の最終凝固部に生じ易い。図4

(a)に示すように、最終凝固部が双ロール7の中心線(各ロールの回転軸を結ぶ線、点線で示す)の手前の位置Aにあれば、粗大晶出物はその直後の加圧により細かく分断される。一方、図4(b)のように前記中心線を越えた位置Bにまで最終凝固部があると生成する粗大晶出物は加圧されずにそのまま鑄塊中に残存する。図4

(c)は、最終凝固の位置A、Bを上方から見た図である。最終凝固位置が中心線を越えた状態(図4(b)の状態)がところどころにあり、その位置Bに粗大な晶出物や初晶Siが生じるのである。前記図4(b)で示される不都合は、所定のロール圧荷重を掛けることにより、溶湯とロールの接触タイミングが前記中心線の手前で、ロール幅方向に揃うことで解消される。図4中8は給湯ノズルである。

【0046】本発明において、ロール圧荷重を5000～15000N/mmに規定する理由は、5000N/mm未満では、前記の粗大晶出物を細かく分断する効果が得られず、フィン材の破断、耐フィン溶け性、強度、熱伝導性、耐食性、耐コア割れ性などの低下を招く。

【0047】一方、ロール圧荷重を15000N/mmを超えて負荷しても前記効果は飽和する。また15000N/mmを超えるロール圧荷重は、最新の連続铸造圧延機を用いても鑄造板幅を狭くしないと達し得ないレベルであり、板幅を狭くすると生産性が低下するので好ましくない。従って、本発明ではロール圧荷重は15000N/mmを上限とする。ロール圧荷重の特に好ましい範囲は7000～12000N/mmである。

【0048】本発明で規定する所定組成の合金を、溶湯温度とロール圧荷重を適正に設定して連続铸造圧延することにより良好な特性のフィン材が得られるのである。図5はロール圧荷重が小さい従来の双ロール式連続铸造圧延機により製造した鑄塊の断面組織である。中心部分には粗大析出物が偏析している。

【0049】本発明では、鑄造速度を500～3000mm/分に規定する。鑄造速度が500mm/分未満では粗大晶出物が生成し、コア組立て時にフィン破断が起き、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性の低下を招く。また鑄造速度は生産性からも速い方が好ましい。一方、3000mm/分を超えるとロールの冷却能力が不足して凝固層を厚く形成できず、所定のロール圧荷重を負荷できずに、図4(b)に示した状態となり粗大晶出物が発生する。鑄造速度の特に好ましい範囲は700～1600mm/分である。

【0050】本発明では、板状鑄塊の厚さは2～9mm

に規定する。その理由は2mm未満では铸塊厚さの変動、或いはうねりが生じてコイルに巻き取れなくなるためである。また、9mmを超えると冷却速度の遅い板厚中央部付近に中間サイズの晶出物が生じ、これがコア組立時のフィン切れ、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性の低下を招くためである。このように、本発明では、ロール圧荷重とともに板状铸塊の厚さを規定するため、狙いの板厚より厚く変動することは少なく、そのため粗大な晶出物が生じる恐れは極めて少ない。本発明では板状铸塊の厚さを通常2～9mmに規定するが、特に好ましい板状铸塊の厚さは2.5～7mm、最も好ましい範囲は3～6mmである。

【0051】請求項1～4に記載された発明で、最終の中間焼鈍はバッチ式加熱炉により300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度で行う。ここで、最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により行うのは、加熱保持時間をより長くする意味があり、好ましくは30分以上で上限は適宜定められるが、4時間以下が好ましい。冷間圧延中の中間焼鈍は連続製造圧延時に過飽和に固溶したFeやMnを析出させ、また冷間圧延時のエッジクラックを防止するために施す。特に最終の中間焼鈍をバッチ式加熱炉により施す理由は、連続焼鈍では焼鈍時間が短くてFeやMnが十分に析出しないためである。焼鈍温度が300℃未満では、温度が不十分のため最終冷間圧延工程で材料破断が起きることがあり、またFeやMnが十分に析出せずに強度や熱伝導性が低下する。また、焼鈍温度が450℃を超えると析出粒子が粗大化して、強度が低下し、また繰返耐圧、耐フィン溶け性および耐コア割れ性が低下する。特に320℃以上420℃以下の温度範囲が好ましい。

【0052】再結晶が完了しない温度とは、焼鈍後の板表面において、最長径が50μm以上の再結晶粒が面積比率で30%以下の状態の焼鈍温度を言う。前記面積比率が30%を超えたら再結晶が完了した状態と見なす。本発明では最終の中間焼鈍を再結晶が完了しない温度で施す。その理由について説明する。再結晶が完了しない温度では、残存した転位が製造時に生じた微細な粒子にピン留めされる。製造時に過飽和に固溶したFe、MnおよびSiは前記転位に沿って拡散し析出するが、その際に前記微細粒子にMn、Siが吸収されながら析出する。製造時に生じた金属間化合物にはFeの割合が多いが、このような焼鈍時の拡散によりMnおよびSiの多い相に変化する。MnおよびSiがリッチとなった相では、ろう付時にMnおよびSiの再固溶が生じにくいため、熱伝導性に優れたフィン材が得られる。また、フィン材の自己耐食性も向上する。再結晶が完了する温度で焼鈍すると前記転位が消失するため、MnおよびSiの拡散が不十分になり熱伝導性と自己耐食性が低下する。具体的な再結晶温度は合金組成や中間焼鈍以前の熱履歴により変化するため、前記温度範囲内でも再結晶が完了

することがある。従って実際には再結晶が完了しない温度を予め確認した上で中間焼鈍条件を確定することにより行うことができる。

【0053】中間焼鈍時間は特に規定しないが、あまり短いとコイル全体の温度を安定させるのが難しく、あまり長いと析出物が粗大化するので20分～6時間程度が好ましい。請求項1～4の発明では中間焼鈍は2回以上行っても良いが、その目的は冷間圧延性を改善するためであり、析出相の形態が変化することはない。そのため中間焼鈍を2回以上行う場合の、最終中間焼鈍以外の中間焼鈍を連続式加熱炉で行う場合は、焼鈍温度400～600℃の範囲で保持時間は20秒以下とするのが好ましい。バッチ式加熱炉で行う場合は、焼鈍温度は270～340℃の範囲が好ましい。

【0054】請求項1～4の発明において、最終中間焼鈍後の冷間圧延を圧延率を10～60%とする。10%未満では圧延率を制御するのが困難なうえ、耐垂下性およびコルゲート成形性が低下する。一方、60%を超えとろう付け後のフィンの再結晶組織が微細となって、耐垂下性、耐フィン溶け性が低下する。

【0055】請求項5～8に記載された発明は最終冷間圧延後の焼鈍を、最終板厚において300～450℃の温度範囲で、かつ再結晶が完了しない温度でバッチ式加熱炉により行う。前記最終焼鈍を上記温度範囲で行う理由は、既に述べた通り過飽和に固溶したFeやMnを析出させるのが目的である。また、最終冷間圧延後に焼鈍を施すと引張強さが同程度でも、耐力、伸びが向上し、成形性、特にコルゲート成形性に優れたフィン材となるためである。300℃未満では焼鈍が不充分でコルゲート成形性が改善されず、またFeやMnが十分に析出せずとろう付け後の強度や熱伝導性が劣る。450℃を超えると析出粒子が粗大化して、ろう付け後の強度、繰返耐圧、耐フィン溶け性および耐コア割れ性が低下する。FeやMnを十分に析出させるためには連続式加熱炉による焼鈍では加熱時間が短すぎて適さない。

【0056】請求項5～8に記載された発明において、最終の冷間圧延率は10～95%とする。最終焼鈍以外の中間焼鈍方法は連続式加熱炉を用いてもバッチ式加熱炉を用いてもよい。連続式加熱炉で行う場合には温度範囲を400～600℃とし、板の表面から観察した再結晶粒径が、焼鈍時の板厚の8倍程度以下になるようにするのが好ましい。中間焼鈍を連続式加熱炉で行うと焼鈍に伴う金属間化合物の析出及び粗大化が少ないため、最終の焼鈍時に析出する粒子は微細に分散するようになり、フィン材の耐食性、耐破断性、強度が改善される。400℃未満では十分に再結晶が進まずその後の冷間圧延性が低下する。600℃を超えると連続式焼鈍でも粗大な粒子が生成するようになり、耐食性などが劣化する。前記連続式焼鈍を行う場合は、最終の冷間圧延率は特に60～95%が推奨される。これにより十分なひず

みが蓄積されるのでろうの溶融開始温度よりも再結晶温度が低くなり、耐フィン溶け性等が向上する。焼鈍時間は特に定めないが、保持なし、或いは20秒以下が望ましい。

【0057】一方、最終焼鈍以外の中間焼鈍をバッチ式加熱炉で行う場合には温度範囲を250℃～450℃とし、かつ再結晶が完了しない温度とするのが好ましい。この理由は、連続鑄造圧延法により作製したアルミニウム合金は、再結晶の核となる粒径、3～4μm以上の第2相分散粒子が著しく少ない。そのため、このような材料をバッチ式加熱炉で焼鈍すると結晶粒径が数mm以上に粗大化し、その後の冷間圧延が困難となるためである。250℃未満では軟化が不十分のため冷間圧延性に劣り、コバ割れなどが発生する。また450℃を超えると再結晶粒や析出相が粗大化し冷間圧延性に劣る。焼鈍時間は特に定めないが30分～4時間が望ましい。30分未満ではコイル全体の温度を安定させるのが難しく、4時間を越えるのはエネルギーが無駄なためである。前記バッチ式加熱炉で行う場合は、最終の冷間圧延率は圧延性と耐ろう拡散の観点から10～40%の範囲が推奨される。請求項5～8に記載された発明において、最終板厚でバッチ式加熱炉により焼鈍を行うのは、加熱保持時間をより長くする意味があり、好ましくは30分以上で上限は適宜定められるが、4時間以下が好ましい。

【0058】請求項10において結晶組織が繊維組織からなるとは、表面（断面）全面が、連続鑄造圧延時の結晶粒界が圧延方向に延ばされて見えるものからなることをいう。前記のようにして本発明で製造されるフィン材はブレイジングに供せられる。ブレイジングとは、ノコロックろう付け法（CAB法）や真空ろう付け法などの従来のろう付け法を指し、特に限定されるものではない。生産性から特にノコロックろう付け法が推奨される。

【0059】

【実施例】以下に、本発明を実施例により詳細に説明する。

（実施例1）表1に示す本発明規定組成のA1合金を溶解し、得られる溶湯をロール径880mmの双ロールを用いた連続鑄造圧延法により幅1000mmの板状鑄塊に鑄造してコイル状に巻き取り、次いでこれを冷間圧延してフィン材を製造した。前記連続鑄造圧延法における溶湯温度、ロール圧荷重、鑄造速度、板状鑄塊厚さ、前記冷間圧延における中間焼鈍の回数、温度、時間、最終冷間圧延率、および前記フィン材の厚さなどの製造条件

は、表2、3に示すように、本発明規定条件内で種々に変化させた。

【0060】（比較例1）表1に示す本発明規定外組成のA1合金を用いた他は、実施例1と同じ方法によりフィン材を製造した。製造条件は表4に示した。

【0061】（比較例2）連続鑄造圧延および冷間圧延の製造条件を表5に示すように本発明規定条件外とした他は、実施例1と同じ方法によりフィン材を製造した。

【0062】（比較例3）表1に示す本発明規定組成のA1合金を溶解し、得られる溶湯をDC鑄造法により厚さ400mmのスラブに鑄造し、これを熱間圧延してコイル状に巻き取り、次いでこれをフィン材に冷間圧延した（表5の実験No. 29参照）。実験No. 37及び39以外は、最後のバッチ焼鈍は再結晶が完了しない温度で行った。

【0063】実施例1および比較例1～3で製造した各々のフィン材について、結晶組織を調べ、また耐垂下性を評価した。結晶組織は光学顕微鏡で観察して調べた。耐垂下性は、フィン材を突出長さが50mmとなるように水平に支持し、600℃で10分間加熱し、加熱後の垂下量（mm）を測定し評価した。

【0064】また、前記フィン材をろう付け相当条件（600℃×4分）で加熱したのち、引張強さおよび導電率を調べ、また繰返耐圧および自己耐食性を評価した。引張強さはJIS Z 2241に準じて調べ、導電率はJIS H 0505に準じて調べた。繰返耐圧は前記加熱後のフィン材から幅16mm、長さ50mmのサンプルを切り出し、5kgf/mm<sup>2</sup>の引張応力を10Hzの周期で負荷し、試験片が破断するまでの繰返し回数を計測し評価した。自己耐食性は7日間のCASS試験を行ったのち腐食減量率を調べ評価した。

【0065】さらに、前記冷間圧延後のフィン材を幅16mmにスリットし、これをコルゲート状に成形して長さ100mmのチューブ材に組付け、ろう付けして5段または10段のミニコアを作製した。前記5段のミニコアについては耐フィン溶け性をミクロ観察により調べ評価し、10段のミニコアについては耐コア割れ性を目視観察により調べ評価した。

【0066】前記調査或いは評価結果を表6に示す。前記ミニコア組付け時のフィンの破断有無を表6に併記した。冷間圧延中に破断したものは残部をラボ的にフィン材に冷間圧延して調査或いは評価した。

【0067】

【表1】

表 1

	合金 No.	Mn	Fe	Si	Zn	In	Su	Cu	Cr	V	Ti	Zr	Mg	Al
本 発 明 例	A	0.8	1.6	0.9	0.5	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	B	1.4	1.5	0.95	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	C	1.2	1.8	1.0	0.2	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	D	1.0	1.3	0.8	1.5	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	E	0.9	1.7	0.75	0.5	0.01	0.01	—	—	—	—	—	—	残部
	F	0.8	1.6	0.95	0.8	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	G	1.3	1.4	0.75	1.0	0.01	—	0.05	—	—	—	—	—	残部
	H	0.7	1.6	0.9	—	—	—	—	0.10	0.08	0.02	—	0.04	残部
	I	1.0	1.7	1.0	2.0	—	—	0.18	—	—	—	—	—	残部
	J	0.9	1.5	0.8	0.6	—	—	—	—	—	—	0.05	—	残部
比 較 例	K	1.9	1.5	0.8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	L	0.5	1.5	0.7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	M	0.9	2.2	0.9	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	N	1.1	1.2	0.8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	O	1.0	1.6	1.3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	P	1.2	1.5	0.5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部
	Q	1.0	1.6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残部

(注) アンダーラインを付けたものは本発明規定外、単位 mass%

【0068】

\* \* 【表2】

表 2

	実験 No.	合金 No.	溶湯温度 (℃)	ロール荷重 (N/mm)	鋳造速度 (mm/分)	鋳造板厚 (mm)	冷間圧延工程
本 発 明 例	1	A	780	10000	1200	4	0.8mm まで冷間圧延→300℃×2h のバッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→420℃×2h のバッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	2	A	810	12000	1600	3	0.9mm まで冷間圧延→500℃×10h の連続焼鈍→ 0.08mm まで冷間圧延→380℃×3h のバッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	3	B	760	9000	840	5.5	0.8mm まで冷間圧延→300℃×3h のバッチ焼鈍→ 0.075mm まで冷間圧延→400℃×2h のバッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	4	B	830	8000	800	6	2mm まで冷間圧延→280℃×3h のバッチ焼鈍→0.7mm まで冷間圧延→300℃×2h のバッチ焼鈍→0.08mm まで 冷間圧延→420℃×2h のバッチ焼鈍→0.06mm まで 冷間圧延
	5	C	790	12000	770	5.5	0.5mm まで冷間圧延→520℃×0h の連続焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→360℃×5h のバッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	6	C	790	12000	770	5.5	2.4mm まで冷間圧延→330℃×1.5h のバッチ焼鈍→ 0.1mm まで冷間圧延→420℃×2h のバッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	7	D	820	10000	1200	4	0.6mm まで冷間圧延→570℃×0h の連続焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×3h のバッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	8	D	780	12000	1600	3	300℃×2h のバッチ焼鈍→0.6mm まで冷間圧延→ 550℃×10h の連続焼鈍→0.1mm まで冷間圧延→ 330℃×5h のバッチ焼鈍→0.06mm まで冷間圧延
	9	E	850	9000	840	5.5	300℃×2h のバッチ焼鈍→0.6mm まで冷間圧延→ 330℃×2h のバッチ焼鈍→0.08mm まで冷間圧延→ 370℃×2h のバッチ焼鈍→0.06mm まで冷間圧延
	10	E	840	7200	900	3.6	270℃×3h のバッチ焼鈍→0.9mm まで冷間圧延→ 500℃×0d の連続焼鈍→0.09mm まで冷間圧延→ 350℃×3.5h のバッチ焼鈍→0.06mm まで冷間圧延

(注) 焼鈍処理の0秒とは、目的温度に達したのち、その温度で保持しないことをいう。

【0069】

【表3】

表3

	実験 No.	合金 No.	溶湯温度 (℃)	ロール荷重 (N/mm)	鋳造速度 (mm/分)	鋳造板厚 (mm)	冷間圧延工程
本発明例	11	F	770	10000	1200	5.5	270℃×3hのバッチ焼鈍→0.85mmまで冷間圧延→290℃×2hのバッチ焼鈍→0.07mmまで冷間圧延→360℃×5hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延
	12	F	750	8000	1500	4.4	0.7mmまで冷間圧延→530℃×10sの連続焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→390℃×2hのバッチ焼鈍
	13	G	840	7000	1600	6	0.4mmまで冷間圧延→480℃×0sの連続焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→360℃×3hのバッチ焼鈍
	14	G	800	12000	1000	3	0.1mmまで冷間圧延→340℃×1.5hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→390℃×2hのバッチ焼鈍
	15	H	770	11000	1100	3.8	0.8mmまで冷間圧延→270℃×5hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→420℃×1hのバッチ焼鈍
	16	H	820	9600	1300	4.4	0.5mmまで冷間圧延→570℃×0sの連続焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→400℃×2hのバッチ焼鈍
	17	I	760	10000	840	6	0.9mmまで冷間圧延→330℃×3hのバッチ焼鈍→0.075mmまで冷間圧延→330℃×3hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→330℃×3hのバッチ焼鈍
	18	I	790	11500	960	5.5	0.8mmまで冷間圧延→290℃×2hのバッチ焼鈍→0.3mmまで冷間圧延→500℃×0sの連続焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→380℃×3hのバッチ焼鈍
	19	J	830	7200	1200	3.2	0.9mmまで冷間圧延→500℃×10sの連続焼鈍→0.08mmまで冷間圧延→380℃×3hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→340℃×2hのバッチ焼鈍
	20	J	810	9600	1500	4.4	0.7mmまで冷間圧延→320℃×2hのバッチ焼鈍→0.1mmまで冷間圧延→280℃×3hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→360℃×2hのバッチ焼鈍

【0070】

\* \* 【表4】

表4

	実験 No.	合金 No.	溶湯温度 (℃)	ロール荷重 (N/mm)	鋳造速度 (mm/分)	鋳造板厚 (mm)	冷間圧延工程
比較例	21	K	780	10000	1400	4	0.8mmまで冷間圧延→320℃×3hのバッチ焼鈍→0.07mmまで冷間圧延→400℃×2hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延
	22	L	780	10000	1200	4	0.8mmまで冷間圧延→320℃×3hのバッチ焼鈍→0.07mmまで冷間圧延→400℃×2hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延
	23	L	780	4500	1200	4	0.9mmまで冷間圧延→320℃×3hのバッチ焼鈍→0.12mmまで冷間圧延→400℃×2hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延
	24	M	780	10000	1200	4	0.1mmまで冷間圧延→340℃×1.5hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→390℃×2hのバッチ焼鈍
	25	N	780	10000	1200	4	0.1mmまで冷間圧延→340℃×1.5hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→390℃×2hのバッチ焼鈍
	26	O	780	10000	1200	4	0.9mmまで冷間圧延→500℃×10sの連続焼鈍→0.08mmまで冷間圧延→380℃×3hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延
	27	P	780	10000	1200	4	0.9mmまで冷間圧延→500℃×10sの連続焼鈍→0.08mmまで冷間圧延→380℃×3hのバッチ焼鈍→0.06mmまで冷間圧延
	28	Q	780	10000	1200	4	0.4mmまで冷間圧延→480℃×0sの連続焼鈍→0.06mmまで冷間圧延→360℃×3hのバッチ焼鈍

No. 21~28: 比較例1.

【0071】

【表5】

表 5							
比較例	実験 No.	合金 No.	溶湯温度 (℃)	ロール荷重 (N/mm)	鋳造速度 (mm/分)	鋳造板厚 (mm)	冷間圧延工程
	29	A	780	DC鋳造で厚さ 400mm のインゴットを製造→面削→熱間圧延にて 5mm 厚のコイル作製			0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	30	A	680	13000	1500	5	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	31	A	920	9000	1000	4	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	32	B	780	4000	1200	5.5	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	33	B	780	12000	450	4	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	34	C	780	4500	3100	—	注) 凝固せずコイルを製造出来なかった
	35	C	780	8000	1200	10	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→400℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	36	D	790	13000	1000	4	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→280℃×5h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	37	D	820	10000	770	3	0.8mm まで冷間圧延→320℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.07mm まで冷間圧延→470℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	38	E	800	14000	1200	3	0.8mm まで冷間圧延→320℃×4h のパッチ焼鈍→ 0.17mm まで冷間圧延→420℃×2h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延
	39	F	790	8000	900	4	0.1mm まで冷間圧延→360℃×3h のパッチ焼鈍→ 0.06mm まで冷間圧延→470℃×2h のパッチ焼鈍

No. 29: 比較例3. No. 30~39: 比較例2.

【0072】

\* \* 【表6】

表 6

実験 No.	鋳造・圧延 状況	フィン組織	フィン破断	垂下量 (mm)	ろう付加熱後			CASS 試験後の腐 食減少割合(%)	フィン溶け	コア割れ
					引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	破断に至 った回数	導電率 (%IACS)			
1	○ <sup>1)</sup>	fiber <sup>2)</sup>	無	7	13.2	3×10 <sup>7</sup>	51	4	無	無
2	○	fiber	無	5	13.9	2×10 <sup>7</sup>	49	3	無	無
3	○	fiber	無	6	13.7	3×10 <sup>7</sup>	51	5	無	無
4	○	fiber	無	8	13.5	2×10 <sup>7</sup>	50	6	無	無
5	○	fiber	無	5	13.0	3×10 <sup>7</sup>	52	6	無	無
6	○	fiber	無	7	13.1	3×10 <sup>7</sup>	53	5	無	無
7	○	fiber	無	6	13.3	2×10 <sup>7</sup>	51	5	無	無
8	○	fiber	無	4	13.7	3×10 <sup>7</sup>	49	4	無	無
9	○	fiber	無	5	13.8	2×10 <sup>7</sup>	51	7	無	無
10	○	fiber	無	6	13.6	2×10 <sup>7</sup>	50	6	無	無
11	○	fiber	無	8	13.2	3×10 <sup>7</sup>	52	4	無	無
12	○	fiber	無	6	13.1	2×10 <sup>7</sup>	53	5	無	無
13	○	fiber	無	7	13.2	3×10 <sup>7</sup>	51	6	無	無
14	○	fiber	無	7	13.5	2×10 <sup>7</sup>	49	6	無	無
15	○	fiber	無	6	13.9	2×10 <sup>7</sup>	50	4	無	無
16	○	fiber	無	4	13.7	3×10 <sup>7</sup>	50	5	無	無
17	○	fiber	無	5	13.4	2×10 <sup>7</sup>	52	6	無	無
18	○	fiber	無	4	13.1	2×10 <sup>7</sup>	50	4	無	無
19	○	fiber	無	6	13.6	2×10 <sup>7</sup>	53	5	無	無
20	○	fiber	無	5	13.5	3×10 <sup>7</sup>	51	5	無	無
21	○	fiber	無	7	13.8	2×10 <sup>7</sup>	41	15	無	無
22	○	fiber	無	6	12.1	7×10 <sup>6</sup>	30	14	無	無
23	○	fiber	有	14	11.4	8×10 <sup>6</sup>	49	10	有	有
24	圧延中破断 <sup>1)</sup>	fiber	有	13	13.4	2×10 <sup>7</sup>	48	18	有	有
25	○	fiber	無	6	12.0	7×10 <sup>6</sup>	42	7	有	有
26	圧延中破断	fiber	有	5	13.1	6×10 <sup>6</sup>	44	6	有	有
27	○	再結晶	有	9	11.9	9×10 <sup>6</sup>	40	10	有	有
28	○	再結晶	有	18	11.2	6×10 <sup>6</sup>	38	17	有	有
29	○	fiber	有	15	11.0	7×10 <sup>6</sup>	39	18	有	有
30	圧延中破断	fiber	有	17	14.0	8×10 <sup>6</sup>	48	8	有	有
31	圧延中破断	fiber	有	13	12.0	7×10 <sup>6</sup>	42	16	有	有
32	○	fiber	有	7	13.4	7×10 <sup>6</sup>	47	6	有	有
33	○	fiber	有	8	13.7	8×10 <sup>6</sup>	48	8	有	有
34	凝固せず	—	—	—	—	—	—	—	—	—
35	○	fiber	有	6	13.3	8×10 <sup>6</sup>	50	7	有	有
36	圧延中破断	fiber	無	7	11.8	7×10 <sup>6</sup>	48	13	有	有
37	○	再結晶	有	8	11.4	6×10 <sup>6</sup>	42	18	有	有
38	圧延中破断	fiber	有	16	13.9	3×10 <sup>7</sup>	48	5	有	有
39	○	再結晶	有	9	11.4	6×10 <sup>6</sup>	42	18	有	有

(註) <sup>1)</sup> アンダーラインを付けて特性が劣ることを示した。  
<sup>2)</sup> fiber とは結晶組織が繊維組織からなることを示す。  
<sup>3)</sup> コア割れがない、長手方向の破断がないことを示す。

【0073】表6から明らかなように、本発明例の実験 50 No. 1~20は、いずれも冷間圧延中に破断したりせ



ず、厚さ0.1mm以下のフィン材に製造することができた。また、微細な晶出物または析出物が分散した繊維組織となり、耐垂下性、引張強さ、導電率（熱伝導性）、繰返耐圧（破断に至るまでの回数）、自己耐食性（腐食減少割合）にも優れ、フィン溶けやコア割れなども起きず、ミニコア作製時のコルゲート成形の際にフィンが破断することもない。

【0074】一方、比較例の実験No. 21はMnが多いため導電率と自己耐食性が劣った。実験No. 22はMnが少ないため引張強さ、繰返耐圧に劣った。またAl-Fe化合物が多量に生成し、自己耐食性が劣った。またMnが少ないためSiを十分にトラップできず耐フィン溶け性も若干低下した。実験No. 23はMnが少ない上、ロール圧荷重が低かったため中間サイズの粒子が生成してコア組立て中にフィンが破断し、繰返耐圧、耐コア割れ性も劣り、自己耐食性も若干劣った。また再結晶組織が微細なため耐垂下性、耐フィン溶け性にも劣った。実験No. 24はFeが多いため、初晶としてFe化合物が晶出し、铸造圧延および冷間圧延時に材料破断が起き、コア組立て中にフィンが破断し、結晶粒が微細化して耐垂下性に劣り、また自己耐食性および耐フィン溶け性にも劣った。

【0075】実験No. 25はFeが少なかつたため析出量が減少して引張強さ、繰返耐圧および導電率が低下した。実験No. 26はSiが多いため融点が低下した。また初晶Siが生成して耐フィン溶け性が低下した。また初晶Siの生成により铸造圧延および冷間圧延時に材料破断が起き、コア組立て中にフィンが破断し、繰返耐圧、導電率、耐フィン溶け性も低下した。実験No. 27はSiが少ないため粒子が粗大化し再結晶温度が低下して、ろう付け後に再結晶組織となり、コア組立て時にフィンが破断し、引張強さ、導電率が低下し、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性も低下した。実験No. 28はSiを含まないため実験No. 27よりさらに特性が悪化し、耐垂下性、自己耐食性も低下した。

【0076】実験No. 29はDC法により铸造したため粒子が粗大化して析出量が少なくなり、コア組立て時にフィンが破断し、耐垂下性、引張強さ、繰返耐圧、導電率、自己耐食性、耐フィン溶け性、耐コア割れ性が低下した。実験No. 30は溶湯温度が低かったため粒子が粗大化して、铸造圧延および冷間圧延時に材料破断が起き、コア組立て時にフィンが破断し、耐垂下性、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性にも劣った。実験No. 31は溶湯温度が高かったため粒子が粗大化し、また初晶Siが晶出したため析出量が減少し、その結果铸造圧延および冷間圧延時に材料破断が起き、コア組立て時にフィンが破断し、耐垂下性、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性が劣った。

【0077】実験No. 32はロール圧荷重が小さかつたため、また実験No. 33は铸造速度が遅かつたため、

め、実験No. 35は铸塊が厚かつたため、いずれも中間サイズの粒子が生成して、コア組立て時にフィンが破断し、繰返耐圧、耐フィン溶け性、耐コア割れ性が劣った。実験No. 34は铸造速度が速かつたため溶湯が凝固せず（ロール圧荷重が低い）板状铸塊が得られなかつた。実験No. 36は冷間圧延中の2回目の中間焼鈍（最終中間焼鈍）温度が低かつたため、焼鈍が不十分となつて冷間圧延時に材料破断が起きた。また析出量が減少して引張強さ、導電率および繰返耐圧が低下した。ろう付け加熱時に再結晶粒界に析出が生じて自己耐食性が低下した。

【0078】実験No. 37、39は、2回目の中間焼鈍（最終中間焼鈍）、或いは最終焼鈍の温度が高かつたため析出粒子が粗大化して、再結晶組織となり、コア組立て時にフィンが破断し、引張強さ、繰返耐圧、自己耐食性、耐フィン溶け性、耐コア割れ性が劣った。

【0079】実験No. 38は冷間圧延における最終圧延率が大きかつたため、冷間圧延中に材料破断が起きた。また得られたフィン材は硬質材となり、コア組立て時にフィンが破断し再結晶の駆動力となる歪みエネルギーが大きいため再結晶温度が低くなり耐垂下性が低下した。また再結晶粒が微細化して耐フィン溶け性も低下した。

【0080】

【発明の効果】従来用いられていたDC铸造法は、铸造時の冷却速度が遅いため、晶出物に取り込まれるSi、Mnの量が少なく、晶出物は粗大化し且つその数は少ない。従つてFe、Si、Mnなどの固溶元素は、焼鈍工程で晶出相上ではなく、マトリックス中に大部分が析出する。マトリックスへの析出相はSiとMnが大部分を構成する化合物となり、晶出相はFe割合が多い。SiとMnから成る金属間化合物はろう付中に再固溶し易く、ろう付後の熱伝導性が低下する。さらに、DC铸造法では、晶出物が粗大なため、晶出物の分散強化による強度の向上効果が小さい。また、晶出相中のFeの割合が多く、フィン材の自己耐食性が低下する。本発明では、所定組成のAl-Mn-Fe-Si系合金を所定の工程で製造することにより、Mn、FeおよびSiを大量にかつ微細に晶出または析出させ、かつその晶析出相の種類をコントロールしている。このため金属間化合物はろう付時に再固溶し難く、得られるブレージング用フィン材は、ろう付後の引張強さ、熱伝導性、耐自己腐食性、耐フィン溶け性、耐コア割れ性、耐フィン破断性、コルゲート成形性などのフィン材を薄肉化するために必要な特性が向上する。従つて、本発明によればフィン材の薄肉化が可能であり工業上顕著な効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】ラジエーターの一例を示す斜視図である。

【図2】（a）～（d）はフィン溶けの説明図で、それぞれ全体図と部分拡大図からなる。

【図3】ブレード後のチューブとフィン間に生じたコア割れの部分模式図である。

【図4】双ロール式連続铸造圧延において粗大晶出物が分断される状況の説明図で、(a)と(b)は板状铸塊を側面から見た図、(c)は上から見た図である。

【図5】従来の条件で連続铸造圧延した板状铸塊の断面組織図である。

【符号の説明】

1 チューブ

\* 2 フィン  
3 ヘッダー  
4 タンク

5 ろう材

6 局部的未着部(コア割れ部)

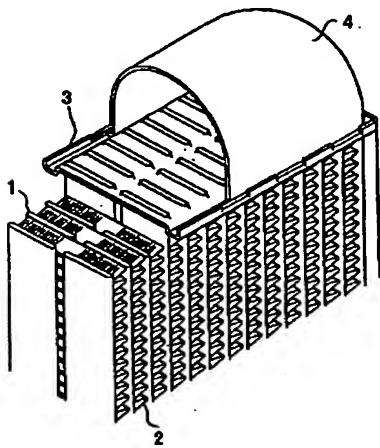
7 双ロール

8 給湯ノズル

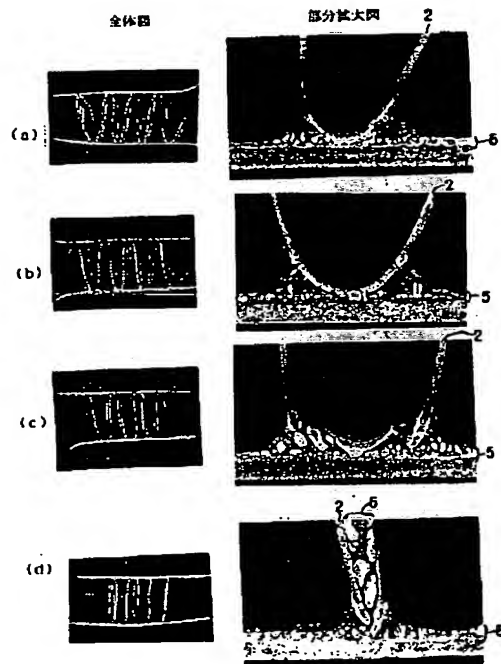
9 コア

\* A、B 最終凝固部

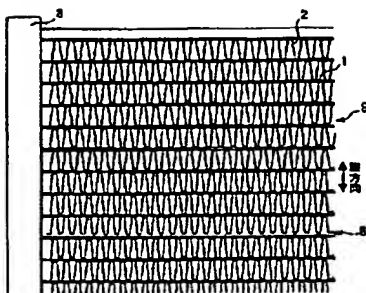
【図1】



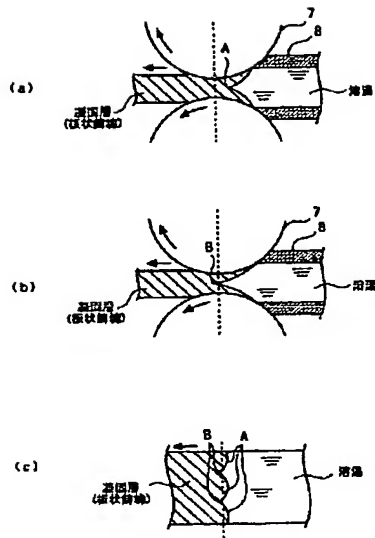
【図2】



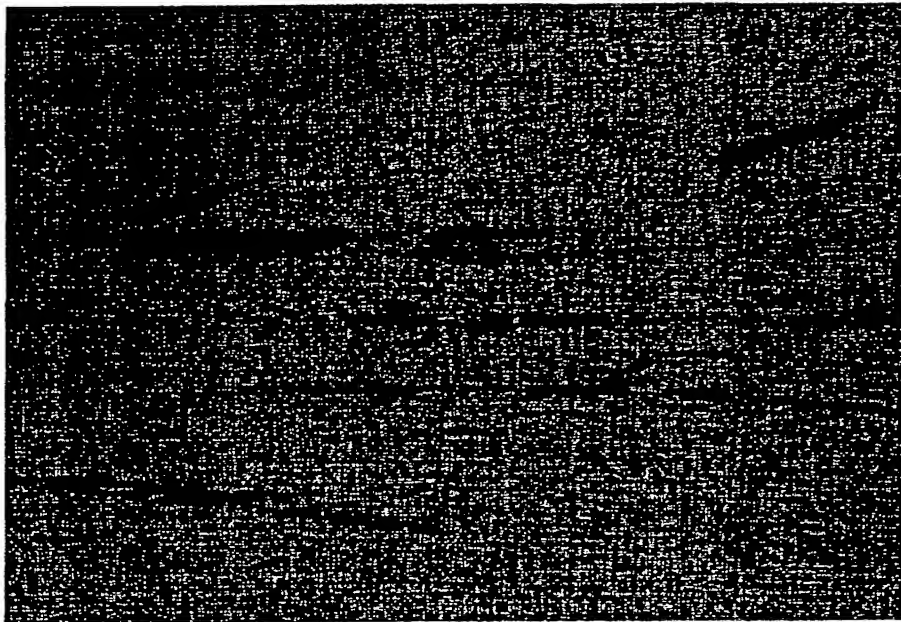
【図3】



【図4】



【図5】



× 100

200 μm

フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

B 2 2 D 11/12

C 2 2 C 21/00

識別記号

F I

B 2 2 D 11/12

C 2 2 C 21/00

ターマコード (参考)

A

J

(18)

特開2002-241910

F 2 8 F 21/08  
// B 2 1 B 3/00  
C 2 2 F 1/00  
6 5 1  
6 8 6  
6 9 1

F 2 8 F 21/08  
B 2 1 B 3/00  
C 2 2 F 1/00  
A  
J  
6 5 1 A  
6 8 6 B  
6 9 1 A  
6 9 1 B

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record.**

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

☒ **BLACK BORDERS**

☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**

☐ **FADED TEXT OR DRAWING**

☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**

☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**

☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**

☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**

☒ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**

☒ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**

☒ **OTHER:** \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**